

JP 10110232A

JP'232

* NOTICES *

Pub. 4/28/98

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] As essential element, 0.2 - 3.0% (it is below the same mass%) of Si, 0.2 - 3.0% of Mg is included. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), One sort of 0.01 - 0.5% of Zr and 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included.

Furthermore, Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The direct casting rolled plate of aluminum alloy with which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder consists of aluminum and an unescapable impurity Furthermore, it is the cold-rolled board and the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board is 100. μm Mg₂Si which it is the following and the surface section followed The total length over coupling faces of a compound is 50 micrometers. aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by being the following.

[Claim 2] 0.2 - 3.0% of Si and 0.2 - 3.0% of Mg are included as essential element. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), 0.01 - 0.5% of Zr, One sort of 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included. further Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The pressing-down load P (ton) on the conditions with which are satisfied of the following ** formula using direct casting rolling equipment according aluminum alloy molten metal which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder becomes from aluminum and an unescapable impurity to a congruence roll 4mm of board thickness Direct casting rolling is carried out at the following boards, and they are after that and 70% 15% or more further. It cold-rolls at the rate of rolling of the following. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched below to 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It reheats to 180 - 320 ** after that, maintenance for 0 - 25 minutes is performed, and it is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. The manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

** :P. $\geq 5.8 \times 10^{-6}$, t, w, and D/2, v, and exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and (R/100) -0.5. t:appearance side -- board thickness (mm) w:appearance -- skin temperature (**) of side plate width-of-face (mm) D:roll diameter (mm) v:roll peripheral speed (mpm) and T:appearance side plate Rate (%) of R:cold-rolling [Claim 3] At aluminum alloy molten metal according to claim 2 and rolling conditions, and the same conditions, it is 4mm of board thickness. Direct casting rolling is carried out at the following boards. Furthermore, after that and 15% It is 70% above. Solution treatment is continuously cold-rolled and performed in the range of the melting temperature of 400 ** - material at the rate of rolling of the following. Cooling after solution-izing is quenched to the range of 40 - 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It rolls round in the shape of a coil at the aforementioned temperature, and is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. The manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

[Claim 4] 0.2 - 3.0% of Si and 0.2 - 3.0% of Mg are included as essential element. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), 0.01 - 0.5% of Zr, One sort of 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included. further Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The pressing-down load P (ton) on the conditions with which are satisfied of the following ** formula using direct casting rolling equipment according aluminum alloy molten metal which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder becomes from aluminum and an unescapable impurity to a congruence roll 4mm of board thickness Carry out direct casting rolling at the following boards, and it cold-rolls at 70% or more of rate of rolling after that further. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched below to 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It reheats to 180 - 320 ** after that, maintenance for 0 - 25 minutes is performed, and it is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. The manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

** :P. $\geq 2.9 \times 10^{-6}$, t, w, and D/2, v, and exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and (R/100) -0.5. t:appearance side -- board thickness (mm) w:appearance -- skin temperature (**) of side plate width-of-face (mm) D:roll diameter (mm) v:roll peripheral speed (mpm) and T:appearance side plate Rate (%) of R:cold-rolling [Claim 5] At aluminum alloy molten metal according to claim 4 and rolling conditions, and the same conditions, it is 4mm of board thickness. Direct casting rolling is carried out at the following boards. Furthermore, after that and 70% Solution treatment is continuously cold-rolled and

performed in the range of the melting temperature of 400 °C - material at the above rate of rolling. Cooling after solution-annealing is quenched to the range of 40 - 175 °C with the cooling rate more than 2 °C/s. It rolls round in the shape of a coil at the aforementioned temperature, and is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. The manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

[Claim 6] 4mm of board thickness The manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board according to claim 2 to 5 characterized by homogenizing maintenance for 2 to 24 hours (heating and a cooling rate 30 - 100 °C / time), and cold-rolling after that at the temperature below 580 °C after carrying out direct casting rolling at the following boards and rolling this round in the shape of a coil.

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[The technical field to which invention belongs] this invention relates to the aluminum-Mg-Si system alloy board manufactured with direct casting rolling which can manufacture the aluminum-Mg-Si system alloy board excellent in printing hardenability with little aging, and the rolled plate of the suitable aluminum-Mg-Si system alloy for the fabrication still more specifically used for bending fabrication of autoparts, home electronics, etc., press forming, etc. about the manufacture method with a cheap manufacturing cost compared with the conventional technology, and cold rolling, and its manufacture method. In addition, in this specification, although all the contents of the alloying element of aluminum alloy mean mass%, they are only describing this as %.

[0002]

[Description of the Prior Art] The shell plate of an automobile, the chassis for household electric appliances, etc. fabricate in a predetermined configuration, and after an appropriate time, an age-hardening is baked, heated and carried out and they use as a product paint and often the aluminum-Mg-Si system alloy board which is excellent in corrosion resistance and ductility, and ages by heating. However, the aluminum-Mg-Si system alloy board manufactured by the conventional manufacture method beta' which a G.P. zone deposits in the room temperature after solution treatment, and contributes to the improvement in on the strength by neglect (natural aging) at it at the time of the printing heating ** -- Mg₂Si called In order to check the deposit of the strengthening phase according to an intermediate phase or it With the material which has passed for a long time [after / solution treatment], the intensity after paint / printing heating was not fully obtained. Furthermore, intensity rose with the deposit of a G.P. zone and ductility had also produced simultaneously the problem of falling remarkably.

[0003] As a method of solving this problem, it is JP,05-7460,B. The reserve aging treatment after solution treatment as shown, and JP,04-259358,A Restoration processing as shown, the processing which combined them are devised. However, although it becomes possible by these processings to make the on-the-strength rise at the time of paint and printing increase, without spoiling ductility, when a process increases, there is a problem to which a manufacturing cost becomes high. The conventional aluminum-Mg-Si system alloy rolled plate for fabrication and its mold goods are manufactured as the following also including the manufacture method of the aforementioned improvement. namely, the ingot of alloy composition first predetermined in these -- manufacturing -- this -- facing -- and -- homogenizing -- continuing -- hot rolling, cold rolling (it anneals if needed), solution treatment, the aforementioned reserve aging treatment or restoration processing, and fabrication -- high temperature aging (paint / printing heating) is carried out, and it is manufactured Thus, a manufacturing cost becomes high by the conventional manufacture method having a very long process, and needing a large-sized facility etc., and it is in the situation it cannot necessarily be said that is fit for industrial production.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The technical problem of this invention is G.P which deposits at the time of natural aging by room temperature neglect. It is obtaining by combining the direct casting rolling-out method for the ability manufacturing the aluminum-Mg-Si system alloy board for fabrication with small aging from which a zone's is suppressed, a strengthening phase's deposits promptly at the time of paint / printing heating, and high printing hardening is obtained by the low cost according to a process being very short etc., and the conventional cold rolling process. Moreover, other technical problems of this invention are finding out this desirable manufacture condition. In addition, as it is indicated in drawing 1 and drawing 2 as the direct casting rolling-out method here, a molten metal 4 is continuously supplied from a nozzle 3 between the congruence roll 1 and 2, and immediately after the casting solidification of a molten metal, it rolls out with the aforementioned congruence rolls 1 and 2, and considers as a long rolled plate and its coil directly from a molten metal. Although this method is generally called the Hunter process, direct rolling process, etc. unlike the method of obtaining only a continuous casting board, it is considered as the direct casting rolling-out method in this specification. This manufacture method performs between the process made into the ingot or **** currently conventionally performed at another process, a homogenization process, and heat, a cold rolling process, etc. at one process, and has the advantage which can skip many processes.

[0005]

[Means for Solving the Problem] Invention of the claim 1 for solving the aforementioned technical problem As essential element, 0.2 - 3.0% (it is below the same mass%) of Si, 0.2 - 3.0% of Mg is included. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of

Cr(s), One sort of 0.01 - 0.5% of Zr and 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included. Furthermore, Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The direct casting rolled plate of aluminum alloy with which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder consists of aluminum and an unescapable impurity Furthermore, it is the cold-rolled board and the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board is 100. μm Mg₂Si which it is the following and the surface section followed The total length over coupling faces of a compound is 50 micrometers. It is the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by being the following, and is [0006]. Invention of a claim 2 as essential element 0.2 - 3.0% of moreover, Si, 0.2 - 3.0% of Mg is included. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), One sort of 0.01 - 0.5% of Zr and 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included. Furthermore, Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The pressing-down load P (ton) on the conditions with which are satisfied of the following ** formula using direct casting rolling equipment according aluminum alloy molten metal which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder becomes from aluminum and an unescapable impurity to a congruence roll 4mm of board thickness Direct casting rolling is carried out at the following boards, and they are after that and 15% further. It is 70% above. It cold-rolls at the rate of rolling of the following. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched below to 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. Reheat to 180 - 320 ** after that, and maintenance for 0 - 25 minutes is performed. It is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. It is the manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following. ** :P. $\geq 5.8 \times 10^{-6}$, t, w, and D/2, v, and exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and $(R/100) - 0.5$. t:appearance side -- board thickness (mm) w:appearance -- skin temperature (**) of side plate width-of-face (mm) D:roll diameter (mm) v:roll peripheral speed (mpm) and T:appearance side plate the rate of R:cold-rolling -- (%) [0007]) Invention of a claim 3 is aluminum alloy molten metal given in the aforementioned claim 2 and rolling conditions, and the same conditions. 4mm of board thickness Direct casting rolling is carried out at the following boards, and they are after that and 15% further. It is 70% above. It cold-rolls at the rate of rolling of the following. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched to the range of 40 - 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It rolls round in the shape of a coil at the aforementioned temperature, and is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. It is the manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

[0008] Invention of a claim 4 as essential element 0.2 - 3.0% of moreover, Si, 0.2 - 3.0% of Mg is included. 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), One sort of 0.01 - 0.5% of Zr and 0.001 - 0.5% of Ti or two sorts or more are included. Furthermore, Cu 0 - 2.5%, 0 - 0.2% of Sn, Zn 0 - 2.0% One sort or two sorts or more are included. The pressing-down load P (ton) on the conditions with which are satisfied of the following ** formula using direct casting rolling equipment according aluminum alloy molten metal which Fe is regulated to 1.0% or less, and the remainder becomes from aluminum and an unescapable impurity to a congruence roll 4mm of board thickness Direct casting rolling is carried out at the following boards, and they are after that and 70% further. It cold-rolls at the above rate of rolling. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched below to 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. Reheat at 180-320 degrees C after that, and maintenance for 0 - 25 minutes is performed. It is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. It is the manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following. ** :P. $\geq 2.9 \times 10^{-6}$, t, w, and D/2, v, and exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and $(R/100) - 0.5$. t:appearance side -- board thickness (mm) w:appearance -- skin temperature (**) of side plate width-of-face (mm) D:roll diameter (mm) v:roll peripheral speed (mpm) and T:appearance side plate the rate of R:cold-rolling -- (%) [0009]) Invention of a claim 5 is aluminum alloy molten metal given in the aforementioned claim 4 and rolling conditions, and the same conditions. 4mm of board thickness Direct casting rolling is carried out at the following boards, and they are after that and 70% further. It cold-rolls at the above rate of rolling. Then, perform solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and cooling after solution-izing is quenched to the range of 40 - 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It rolls round in the shape of a coil at the aforementioned temperature, and is the diameter of the maximum crystal grain of the metal texture of the board 100 μm Mg₂Si which the surface section followed the following It is 50 micrometers about the total length over coupling faces of a compound. It is the manufacture method of the aluminum-Mg-Si system alloy board characterized by considering as the following.

[0010] Furthermore, invention of a claim 6 is 4mm of board thickness. After carrying out direct casting rolling at the following boards and rolling this round in the shape of a coil, it is the manufacture method of an aluminum-Mg-Si system alloy board given in the aforementioned claims 2-5 characterized by homogenizing maintenance for 2 to 24 hours (heating and a cooling rate 30 - 100 ** / time), and cold-rolling after that at the temperature below 580 **.

[0011]

[Embodiments of the Invention] Invention of claims 2-6 relates to the manufacture method of the aforementioned board about the board from which invention of a claim 1 was obtained by the direct casting rolling-out method and cold rolling among invention of each aforementioned claim. Hereafter, each aforementioned invention is explained in detail.

[0012] (1) Explain the reason which limited alloy composition of the board concerning this invention like the above first about invention of a claim 1. Si is beta' in Mg at the time of paint / printing heating. Mg₂Si called It deposits as a strengthening phase according to an intermediate phase or it, and intensity is raised. The addition was limited for the ductility after solution treatment falling at less than 0.2% with 0.2 - 3.0%, when the effect is small and exceeded 3.0%. Mg is dissolving in a matrix after solution treatment, and is contributed to ductile improvement. Moreover, as mentioned above, at the time of paint / printing heating, with Si, it deposits as a strengthening phase and intensity is raised. The addition was limited for the ductility after solution treatment falling at less than 0.2% with 0.2 - 3.0%, when the effect is small and exceeded 3.0%. As mentioned above, Si and Mg deposit as a strengthening phase at the time of paint / printing heating, and raise intensity. It is Mg₂Si, when the abundance ratios of both this element differ, the printing hardenability also differs and Si and the weight ratio of Mg are Si>0.6Mg% s. It is set to superfluous Si to an amount, and it excelled more, and it bakes and hardenability is acquired. In addition, it is a book, even if it carries out little addition of Ag, the Cd, etc., in order to control the aging behavior at the time of paint / printing heating.

[0013] Mn, Cr, Zr, and Ti are added in order to raise detailed-izing or matrix intensity of crystal grain, respectively. The addition is one sort of 0.01 - 0.5% of Mn, 0.01 - 0.5% of Cr(s), 0.01 - 0.5% of Zr, and 0.001 - 0.5% of Ti, or two sorts or more if needed. Under at a minimum, if there are few effects and they exceed an upper limit, the ductility after solution treatment will fall, respectively. Moreover, Cu, Sn, and Zn deposit at the time of paint / printing heating, and raise intensity. Moreover, addition of Sn is effective in improving surface quality. The addition is one sort of 0 - 2.5% of Cu(s), 0 - 0.2% of Sn, and 0 - 2.0% of Zn, or two sorts or more if needed. Here, in 0%, when each element does not add, it means a certain thing. Moreover, by the case where it adds, with 2.5% or less, 0.2% or less, and 2.0% or less, if these are exceeded, corrosion resistance will fall, and each element was limited for producing evils, like quenching susceptibility becomes high, respectively. Fe is usually contained as an impurity of aluminum. However, if Fe tends to make Si and a compound and is contained exceeding 1.0%, it will check the improvement in on the strength at the time of heating in the case of paint and printing. In addition, B usually added as detailed-ized material of a cast structure etc. -- if it is 0.1% or less of addition, especially the effect of this invention will not be spoiled

[0014] Next, it is a diameter of the maximum crystal grain in the metal texture of the rolled plate of this invention 100 μm Having considered as the following is 100. μm When exceeding, it is because it is not desirable as a molding material that surface deterioration arises after the fabrication from which ductility sufficient as a charge of forming material is not acquired etc. Moreover, Mg₂Si which continued in the metal texture of the surface section of the rolled plate concerning this invention The total length over coupling faces of a compound is 50 micrometers. Having considered as the following The aforementioned total length over coupling faces is 50 micrometers. When the big and rough main solute system compound containing Mg which is exceeded, or Si has already deposited before paint / printing, the amounts of dissolution run short and it is because the improvement in on the strength at the time of paint / printing heating becomes less enough. In addition, the board thickness of the rolled plate concerning this invention is about 0.7-3mm. Before the improvement in strong (YS) heating, it compares [in / heating at the time of the paint after fabrication, and printing / the elongation before paint / printing heating is excellent in a moldability at 27% or more so that clearly / in the example which describes this rolled plate later although it is as more than / content / of the aluminum-Mg-Si system alloy board concerning this invention] and is **, and], and it becomes high 100 or more MPas, and is suitable for the molding material of the above

[0015] (2) After carrying out direct casting rolling of the invention of claims 2 and 3 about the manufacture method of the rolled plate concerning invention of the aforementioned claim 1 about invention of claims 2 and 3, they are cold rolling and the thing heat-treated and manufactured about this. It lets a nozzle 3 pass for aluminum alloy molten metal 4 of a publication to the aforementioned claim 1 using direct casting rolling equipment with a congruence roll when this direct casting rolling-out method of this invention is explained drawing concretely, as shows it to drawing 1 and drawing 2 . Supply continuously between the congruence roll 1 and 2, and it is made to cast and solidify between the closest-approach points A of the congruence rolls 1 and 2 from the nose of cam B of a nozzle 3, and rolls out by about A points. In addition, in drawing 2 , C points are the last congealing points of a molten metal. After this invention performs cold rolling and solution treatment to the direct casting rolled plate manufactured in this way further, it is quenched to it, and it performs reheating processing (claim 2) or elevated-temperature coil rolling up (claim 3) to it succeedingly.

[0016] It is characterized by making direct casting rolling with one congruence roll realize processing required in order that these manufacture methods may control a metal texture called the solidification in DC casting of a conventional method, and plastic working in hot rolling, and it becomes very important to define appropriately the direct casting rolling conditions in this congruence roll. In order to find out such conditions, examination from a fundamental viewpoint is energetically performed about the relation between the conditions of congruence roll direct casting rolling, a metal texture, and a mechanical property. They are the following ** formula and ** about the pressing-down load P (ton) applied to a congruence roll as a result : $P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w$, and $D/2$, v, and exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and $(R/100) - 0.5$. t:appearance side -- board thickness (mm) w:appearance -- skin temperature (**) of side plate width-of-face (mm) D:roll diameter (mm) v:roll peripheral speed (mpm) and T:appearance side plate On the conditions with which are satisfied of the rate of R:cold-rolling (%) 4mm of board thickness 15% after carrying out direct casting rolling at the following boards It is 70% above. Cold rolling of the following, Then, it found out that it was possible to manufacture the aluminum-Mg-Si system alloy board which has a performance equivalent to a conventional method by performing solution treatment in the range of the melting temperature of 400 ** - material, and quenching cooling after solution-izing below to 175 ** with the cooling rate more than 2 **/s. It is **

about the pressing-down load P (ton) here: $P \geq 5.8 \times 10^{-6}$, t , w , and $D/2$, v , and \exp Having been referred to as $\{1600/(T+273)\}$ ($R/100$) and -0.5 By the pressing-down load smaller than this, the plastic deformation irreversible deformation from a solidification end runs short, fragmentation of a crystallization phase is not fully performed, but it is for elongation to fall compared with the case where it manufactures by the conventional method, and as big pressing down as the case where the rate of the last cold-rolling is small is needed. In addition, for this conditional expression, the rolling reduction at the time of cold-rolling of a back process is 15%. It is 70% above. It is the case of the following. In addition, about the cooling rate after direct casting rolling, although especially a limit is not prepared, in order to fully demonstrate the effect of subsequent solution treatment, cooling at as quick a speed as possible is desirable.

[0017] It is a rate of cold-rolling 15% It considered as the above because trituration of an organization produced at the time of solidification was not fully performed in the case of not more than this but a ductile fall was caused, and it is an upper limit 70% It is 70% which was considered as the following. It is because the things with the above-mentioned conditional expression of the pressing-down load at the time of direct casting rolling differ in the case of the rate of cold-rolling to exceed. Moreover, having carried out solution treatment temperature to more than 400 °C for making Mg and Si dissolve, and quenching to the temperature below 175 °C with the cooling rate more than 2 °C/s Although it is the 1st purpose to make supersaturation dissolve without producing the deposit of alloying elements, such as Si, Mg, etc. which are dissolving before cooling, as much as possible, to deposit a detailed strengthening phase at the time of next paint / printing heating, and to raise intensity It is because the fall of elongation is also caused in cooling to the cooling rate of under 2 °C/s, or the temperature more than 175 °C since a big and rough compound deposits during cooling.

[0018] In the manufacture method given in the claims 2 and 3 of this invention After above-mentioned solution treatment, it quenches below to 175 °C with the cooling rate more than 2 °C/s. after that 180 - 320 °C -- reheating -- the maintenance for 0 - 25 minutes -- carrying out (claim 2:restoration processing) -- Or after above-mentioned solution treatment, it quenches to the range of 40 - 175 °C with the cooling rate more than 2 °C/s, and rolling up (claim 3:elevated-temperature coil rolling up) is needed in the shape of a coil at the aforementioned temperature. It is because the problem that a G.P. zone deposits by natural aging like a conventional method, the intensity after paint / printing heating is not fully obtained, or intensity rises and a moldability falls remarkably arises although it is possible that this manufactures the plate of a performance almost equivalent to the plate obtained at the conventional process also according to an above-mentioned process. As well as a conventional method when based on direct casting rolling with a congruence roll, it is necessary to suppress the G.P. zone generation by natural aging by above-mentioned restoration processing or elevated-temperature coil rolling up.

[0019] Although the manufacture method of a claim 2 is quenched to the temperature after solution treatment and below 175 °C like the above and reheating processing (restoration processing) is performed succeedingly, this processing is reheated to 180 - 320 °C, performs maintenance for 0 - 25 minutes, and cools it radiationally to a room temperature after that. here -- 0 a part -- when maintenance reaches the temperature of not holding, i.e., 180 - 320 °C, it is a meaning which cooling without holding also includes As for this reheating processing, it is desirable to usually carry out by the continuous annealing furnace (CAL). Moreover, although the manufacture method of a claim 3 is quenched to the temperature of 40 - 175 °C after solution treatment, rolls round in a coil by this temperature requirement (elevated-temperature coil rolling up) and processes neglect etc. to a room temperature after that like the above The processing after this elevated-temperature coil rolling up may leave and cool a rolling-up coil radiationally to a room temperature as it is, and at rolling-up temperature (40-175 °C), it may be held all over a furnace for less than 36 hours, and it may cool it radiationally after that. Furthermore, after elevated-temperature coil rolling up, a room temperature may be left and followed for a while, it may hold all over the furnace of 40 - 175 °C for less than 36 hours, and you may cool radiationally after that. The method by which the processing after these elevated-temperature rolling up is known from the former about the aluminum-Mg-Si system alloy is applied if needed. In addition, the range is in the heat treatment conditions of this restoration processing and elevated-temperature coil rolling-up processing because a predetermined performance is not obtained even if under a minimum exceeds an upper limit again. Moreover, the effect is not spoiled, even if it performs restoration processing, after not restricting and leaving it several months or more about solution treatment, then especially the room temperature neglect time from quenching to restoration processing implementation.

[0020] (3) Invention of claims 4 and 5 relates to the another manufacture method of the rolled plate concerning invention of the aforementioned claim 1 about invention of claims 4 and 5. That is, it sets to the manufacture method given in the aforementioned claims 2 and 3, and the rate of cold rolling after direct casting rolling is 70%. It is the case where it exceeds. In this case, they are °C formula and °C about the pressing-down load P concerning a congruence roll (ton): $P \geq 2.9 \times 10^{-6}$, t , w , and $D/2$, v , and \exp It corrects $\{1600/(T+273)\}$ and $(R/100) - 0.5$. t :appearance side -- board thickness (mm) w :appearance -- skin temperature (°C) of side plate width-of-face (mm) D :roll diameter (mm) v :roll peripheral speed (mpm) and T :appearance side plate It considers as the rate of R :cold-rolling (%), and the conditions about a pressing-down load are changed to claims 2 and 3 compared with the case of a publication. For this, the rate of cold rolling is 70%. It is because the case of claims 2 and 3 does not need to enlarge the pressing-down load at the time of direct casting rolling in order to perform fragmentation of a crystallization phase during cold-rolling, if it exceeds. Moreover, it is the same as that of the case of claims 2 and 3 that as big pressing down as the case where the rate of the last cold-rolling is small is needed. The conditions of the solution treatment after cold rolling, quenching, restoration processing (claim 4), or elevated-temperature coil rolling up (claim 5), meaning, the effect, etc. are the same with having explained by the aforementioned claims 2 and 3.

[0021] (4) It is the manufacture method which cold-rolls about invention of a claim 6 by carrying out direct casting rolling,

rolling round invention of a claim 6 in a coil in the manufacture method according to claim 2 to 5, homogenizing this, and continuing. Such homogenization can be performed for the purpose of a deposit of the dispersed phase particle containing a dissolution and transition element of the solidifying segregation of a direct casting rolled plate, and, thereby, a ductile improvement and improvement in intensity can be aimed at. This homogenization condition was considered as maintenance (heating and a cooling rate 30 - 100 °C / time) for acquiring the property of the above-mentioned purpose at the temperature below 580 °C for 2 to 24 hours.

[0022] As explained above, it becomes possible to manufacture the aluminum-Mg-Si system alloy board which is excellent in the small printing hardenability of aging by the low cost by this invention. Since processes, such as ingot making to the preceding paragraph story of that for which the restoration processing or elevated-temperature rolling up for suppressing natural aging like a conventional method is needed, facing, homogenization, hot rolling, and cold rolling, are simplified sharply, a total manufacturing cost is reduced sharply.

[0023]

[Example] Next, an example (example of this invention) is further explained to a detail for this invention with the example of comparison. The aluminum-Mg-Si system alloy molten metal of the composition shown in Table 1 is used as a board with direct casting rolling equipment with the congruence roll of a horizontal type shown in drawing 1 and drawing 2, this is cold-rolled further, and it is 0.7-3mm in thickness. The plate was manufactured. The detail of this manufacture condition is shown in Table 2.

[0024]

[Table 1]

	合金 No.	合金の化学組成 (mass%)										
		Si	Mg	Fe	Cu	Sn	Zn	Mn	Cr	Zr	Ti	Al
本 発 明 例	1	1.4	0.4	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部
	2	0.8	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	3	0.8	0.4	0.2	0.3	-	-	0.2	-	-	0.02	残部
	4	1.0	0.4	0.1	-	-	-	-	0.05	-	0.02	残部
	5	0.8	0.4	0.1	0.8	-	-	-	-	0.06	0.02	残部
比 較 例	6	0.05	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	7	4.2	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	8	1.4	0.15	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部

[0025]

[Table 2]

製法 記号	合金 No.	連続熱延圧延条件							均質化熱処理 条件 (℃×時間)	冷延率 R(%)	溶体化処理		再加熱処理 条件 (℃×秒)	高温コイル処理		(備考) 対応請求 項
		荷重 P(ton)	出側板 の表面 温度 T(℃)	出側板 厚 t(mm)	出側板 幅 w(mm)	ロール 周速 v(mpm)	ロール 径 D(mm)	式値 *			熱処理条件 (℃×秒)	溶体化後 の冷却速 度 (℃/s)		コイル 巻き取 り速度	コイル巻き取り後 の処理	
本発明例	A	40	419	2.12	150	15.0	480	8.65	なし	50	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	B	40	430	2.02	100	4.8	480	2.19	なし	30	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	C	70	307	1.62	200	6.8	580	6.87	なし	50	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	D	15	302	3.85	150	4.8	580	3.59	なし	80	540×0	5	240×0	なし		請求項4
	E	60	314	3.88	150	13.0	580	8.02	なし	80	540×0	5	なし	100℃	室温に放置	請求項5
	F	1	410	2.05	150	13.0	580	8.22	なし	50	540×0	5	なし	100℃	100℃で24h 保持	請求項3
	G	60	410	2.08	150	13.0	580	8.34	560×24	50	540×0	5	なし	70℃	放置後100℃で24h 保持	請求項6
比較例	H	15	272	2.07	150	15.0	480	20.35	なし	30	540×0	5	240×0	なし	室温に放置	
	I	60	410	1.05	150	13.0	580	9.41	なし	10	540×0	5	なし	100℃		
	J	3	294	2.02	200	13.0	480	15.86	なし	50	540×0	1	240×0	なし		
	K	5	402	1.95	150	10.11	580	6.25	なし	50	540×0	5	なし	なし		
	L	40	305	2.06	200	8.8	580	8.82	なし	50	540×0	5	240×0	なし		
	M	70	302	1.83	150	4.8	580	5.58	なし	15	540×0	5	なし	100℃		
	N	40	418	1.87	150	13.0	580	7.74	なし	50	540×0	5	なし	100℃	室温に放置	
		60														

注: * 式値 (冷延率70%未満) $= 5.8 \times 10^{-4} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left[\frac{16000}{T+273} \right] - \left(\frac{R}{100} \right)^{-0.5}$
 * 式値 (冷延率70%以上) $= 2.9 \times 10^{-4} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left[\frac{16000}{T+273} \right] - \left(\frac{R}{100} \right)^{-0.5}$

[0026] Thus, about the manufactured plate, the diameter of the maximum crystal grain in the metal texture of a board was measured with the optical microscope. Moreover, Mg₂Si which the surface section followed Using the scanning electron microscope, the reflection-electron image was observed and the total length over coupling faces of a compound was measured. Moreover, after [1, 5, 20, and 60] manufacture During the day, the tension test was carried out, after leaving it in

a room temperature. Furthermore, paint / printing heating was simulated. The tension test was performed after giving heating for 60 minutes at 175 degrees C. The tension test measured tensile strength, proof stress, and elongation by the JIS No. 5 test piece for tensile test. These results are shown in Table 3.

[0027]

[Table 3]

	製法 記号	金属組織		機 械 的 性 質												
		最大結晶 粒径 (μm)	最大長さ 50 μm を 越える結 晶の割合 (%)	放置日数	1日後			5日後			20日後			60日後		
					加熱前 の値	加熱後 の値	増分	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
例	A	52	無	加熱前 加熱後 増分	240 235 55	114 241 127	29.8 24.6	238 290 52	121 244 123	29.9 24.8	238 298 60	127 240 122	29.5 28.3	238 292 54	127 251 124	29.6 25.7
	B	84	無	加熱前 加熱後 増分	229 285 57	123 244 121	30.3 27.4	238 290 52	121 239 118	30.1 23.1	238 298 60	127 244 117	32.1 28.8	238 292 54	127 245 118	29.7 24.2
	C	55	無	加熱前 加熱後 増分	236 238 52	107 233 126	28.9 24.4	238 290 52	111 235 124	32.4 24.5	238 298 60	117 240 123	32.8 24.1	238 292 54	117 241 124	30.7 28.5
	D	48	無	加熱前 加熱後 増分	232 274 42	115 230 124	29.4 23.0	238 290 52	121 242 121	32.0 28.9	238 298 60	127 247 120	30.5 28.2	238 292 54	127 248 121	32.1 25.9
	E	45	無	加熱前 加熱後 増分	229 285 57	123 244 121	30.3 27.4	238 290 52	121 239 118	31.5 23.1	238 298 60	127 244 117	30.3 28.8	238 292 54	127 245 118	29.7 24.2
	F	58	無	加熱前 加熱後 増分	242 303 61	120 244 124	30.9 28.8	243 299 56	123 245 122	27.2 22.9	238 298 60	123 236 113	28.6 23.5	238 292 54	122 232 110	29.2 25.7
	G	42	無	加熱前 加熱後 増分	242 303 61	119 244 125	34.2 28.6	243 299 56	121 242 121	34.5 22.9	238 298 60	121 236 115	33.2 23.5	238 292 54	123 234 111	33.0 25.7
比較例	H	<u>137</u>	有	加熱前 加熱後 増分	200 245 45	114 160 46	<u>16.9</u> 11.0	204 244 40	121 165 44	<u>15.7</u> 10.9	203 243 40	127 164 37	<u>16.0</u> 10.9	201 238 87	127 159 82	<u>15.4</u> 11.3
	I	<u>227</u>	無	加熱前 加熱後 増分	227 277 50	112 234 122	<u>23.8</u> 22.1	233 279 46	113 233 120	<u>24.1</u> 23.7	245 288 43	111 231 120	<u>23.7</u> 22.8	249 293 44	111 235 124	<u>23.5</u> 22.1
	J	58	有	加熱前 加熱後 増分	227 277 50	130 185 55	27.5 28.4	233 279 46	129 194 65	27.9 23.7	245 288 43	137 193 56	<u>28.9</u> 22.8	249 293 44	144 189 45	27.0 25.8
	K	49	無	加熱前 加熱後 増分	245 297 52	143 212 69	31.7 24.4	245 302 57	147 200 53	31.0 22.9	248 308 60	158 200 42	29.8 22.9	257 312 55	159 208 49	30.0 24.7
	L	58	無	加熱前 加熱後 増分	178 173 -3	86 87 1	<u>26.9</u> 26.5	180 172 -8	88 87 1	27.3 25.9	175 177 1	87 88 1	27.8 28.1	174 178 4	87 86 -1	27.2 26.4
	M	<u>105</u>	無	加熱前 加熱後 増分	248 317 69	159 276 117	<u>14.9</u> 12.1	252 316 64	159 267 108	<u>13.8</u> 10.9	255 305 50	155 264 109	<u>13.4</u> 11.3	259 311 52	160 266 106	<u>13.8</u> 11.4
	N	58	無	加熱前 加熱後 増分	233 253 22	138 152 14	32.8 30.6	231 248 17	135 154 19	33.0 30.6	234 254 20	134 158 24	31.8 31.2	234 256 22	132 158 26	32.2 30.5

注) 合致基準値・加熱によるYS増加分 $\geq 100\text{MPa}$ 、加熱前の伸び $\geq 27\%$

[0028] clearer than Table 3 -- as -- the rolled plate and its manufacture method (A-G) of this invention **** -- it turns out that the ductility before heating (elongation) is also excellent in the proof stress elevation by heating in the case of paint and printing greatly (100 or more MPas) (27% above), and it is further excellent in the stability by room temperature neglect of these properties On the other hand, example of comparison which separates from the composition specified by this invention, or separates from the manufacture conditions of this invention (H-N) It turns out that the proof stress elevation before and behind heating is inferior also in respect of the ductility before heating (elongation) small.

[0029]

[Effect of the Invention] Thus, according to the aluminum-Mg-Si system alloy board concerning this invention, and its manufacture method, the deposit of the G.P. zone at the time of natural aging can be suppressed, a strengthening phase can deposit promptly by heating in the case of paint and printing, the aluminum-Mg-Si system alloy board with which aging has small high age-hardening nature can be obtained by the low cost, and a remarkable effect is done so on industry.

[Translation done.]

DERWENT-ACC-NO: 1998-306303
DERWENT-WEEK: 199827
COPYRIGHT 1999 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Aluminium-magnesium-silicon group alloy plate for motor vehicle component, domestic electric appliance - in which maximum crystalline grain size and maximum length of magnesium silicide compound are maintained within predetermined limits

PATENT-ASSIGNEE: FURUKAWA ELECTRIC CO LTD[FURU], KAWASAKI STEEL CORPO LTD[KAWI]

PRIORITY-DATA: 1996JP-0268239 (October 9, 1996)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
JP-10110232A	April 28, 1998	N/A	009	C22C 021/02

APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DESCRIPTOR	APPL-NO	APPL-DATE
JP10110232A	N/A	1996JP-0268239	October 9, 1996

INT-CL(IPC): B22D011/00; B22D011/06 ; C22C021/02 ; C22F001/00 ; C22F001/05

ABSTRACTED-PUB-NO: JP10110232A

BASIC-ABSTRACT: The alloy plate (5) is obtained by rolling, has a chemical composition including 0.2-3.0 wt% of Si, 0.2-3.0 wt% of Mg, 0.01- 0.5 wt% of Mn, 0.01-0.5 wt% of Cr, 0.01-0.5 wt% of Zr and 0.001- 0.5 wt% of Ti. Furthermore one or more elements like 0-2.5 wt% of Cu, 0-0.2 wt% of Sn and 0-2.0 wt% of Zn are included. The iron content is regulated to 1.0% or less. The remaining composition includes aluminium and irreversible impurity. The maximum crystalline grain size in the micro structure is 100 micron or less, and the maximum length of Mg₂Si compound with which the surface part continued is 50 micron or less.

ADVANTAGE - Reduced variation in hardening property. Suitable for moulding intricate shapes. Suppressed precipitate of GP zone during natural aging. Exhibits small and high age hardening property according to control condition.

CHOSEN-DRAWING: Dwg. 1/2

TITLE-TERMS:

ALUMINIUM MAGNESIUM SILICON GROUP ALLOY PLATE MOTOR VEHICLE COMPONENT DOMESTIC ELECTRIC APPLIANCE MAXIMUM CRYSTAL GRAIN SIZE MAXIMUM LENGTH MAGNESIUM SILICIDE COMPOUND MAINTAIN PREDETERMINED LIMIT

DERWENT-CLASS: M26 P53

CPI-CODES: M26-B09; M26-B09C; M26-B09M; M26-B09T; M26-B09Z;

SECONDARY-ACC-NO:

CPI Secondary Accession Numbers: C1998-094943

Non-CPI Secondary Accession Numbers: N1998-240584

good for product

*0.2-3 Si
0.2-3 Mg
0.01-0.5 Mn
0.01-0.5 Cr
0.01-0.5 Zr
0.001-0.5 Ti
0-2.5 Cu
0-0.2 Sn
0-2 Zn
- 1 Fe*

CLIPPEDIMAGE= JP410110232A
PAT-NO: JP410110232A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 10110232 A
TITLE: AL-MG-SI ALLOY SHEET AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: April 28, 1998

INVENTOR-INFORMATION:

NAME
KURAMOTO, SHIGERU
KAKIO, TETSUSHI
HAYASHI, MINORU
TOTSUGI, YOICHIRO
HASHIGUCHI, KOICHI
YUKIMOTO, MASAO

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
FURUKAWA ELECTRIC CO LTD:THE	N/A
KAWASAKI STEEL CORP	N/A

APPL-NO: JP08268239

APPL-DATE: October 9, 1996

INT-CL_(IPC): C22C021/02; B22D011/00; B22D011/06; C22F001/05; C22F001/00
; C22F001/00; C22F001/00; C22F001/00; C22F001/00; C22F001/00

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an Al-Mg-Si alloy sheet which is the sheet obtd. by subjecting the directly cast and rolled sheet of an Al-Mg-Si alloy to cold rolling as well and having a small secular change and high age hardenability by the control of the conditions in casting and rolling, cold rolling, heat treatment or the like.

SOLUTION: This Al-Mg-Si alloy is the one obtd. by subjecting the directly cast and rolled sheet of an Al alloy having a compsn. contg., as essential elements, by mass, 0.2 to 3.0% Si and 0.2 to 3.0% Mg, one or ≥ two kinds among 0.01 to 0.5% Mn, 0.01 to 0.5% Cr, 0.01 to 0.5% Zr and 0.001 to 0.5% Ti, furthermore contg. one or ≥ two kinds among 0 to 2.5% Cu, 0 to 0.2% Sn and 0 to 2% Zn, in which the content of Fe is regulated to ≤1.0%, and the balance Al with inevitable impurities to cold rolling as well. In this case, the maximum grain size in the metallic structure of this sheet is regulated to ≤100μm, and the maximum length of continuous Mg<SB>2</SB>Si compounds in the surface layer part is regulated to ≤50μm.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-110232

(43) 公開日 平成10年(1998) 4月28日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	F I
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00 E
	11/06 3 3 0	11/06 3 3 0 B
C 2 2 F 1/05		C 2 2 F 1/05
// C 2 2 F 1/00	6 8 3	1/00 6 8 3
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願平8-268239	(71) 出願人	000005290 古河電気工業株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目6番1号
(22) 出願日	平成8年(1996)10月9日	(71) 出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
		(72) 発明者	倉本 繁 東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内
		(74) 代理人	弁理士 河野 茂夫 (外1名)
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 Al-Mg-Si系合金板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 Al-Mg-Si系合金の直接鋳造圧延板を更に冷間圧延した板であって、鋳造圧延、冷間圧延、熱処理等の条件の制御により、経時変化が小さく時効硬化性の高いAl-Mg-Si系合金板を得ること。

【解決手段】 必須元素としてSi 0.2~3.0%(mass%、以下同じ)、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免的不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織における最大結晶粒径が100 μm以下で、表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さが50 μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 必須元素としてSi 0.2～3.0% (mass%、以下同じ)、Mg 0.2～3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織の最大結晶粒径が100 μm以下であり、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さが50 μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

【請求項2】 必須元素としてSi 0.2～3.0%、Mg 0.2～3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含*

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(℃)、R:冷延率(%)

【請求項3】 請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で40～175℃の範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項4】 必須元素としてSi 0.2～3.0%、Mg 0.2～※30

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(℃)、R:冷延率(%)

【請求項5】 請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で40～175℃の範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項6】 板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580℃以下の温度で2～24時間保持の均質化処理(加熱・冷却速度30～100℃/時間)を行い、その後冷間圧延することを特徴とする請求項2～5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

*み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の①式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷し、その後180～320℃に再加熱して0～25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

※3.0%を含み、Mn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の②式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷し、その後180～320℃に再加熱して0～25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

★【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、経時変化の少ない焼付硬化性に優れたAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものであり、さらに具体的には自動車部品、家電製品等の曲げ成形、プレス成形等に用いる成形用に好適なAl-Mg-Si系合金の圧延板を、従来技術と比べて廉価な製造コストで製造できる直接鋳造圧延と冷間圧延により製造するAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものである。なお本明細書において、Al合金の添加元素の含有量は、全てmass%を意味するものであるが、これを単に%と記している。

【0002】

【従来の技術】自動車の外板、家電用のシャーシ等は、耐食性及び延性に優れ、かつ加熱により時効硬化するAl-Mg-Si系合金板を、所定の形状に成形し、しかる後塗装・焼付け加熱して時効硬化させ、製品にする場合が多い。しかしながら、従来の製造方法で製造されたAl-Mg-Si系合金板は、溶体化処理後室温に放置(自然時効)により、G.P.ゾーンが析出し、その焼付け加熱時に強度向

★50

上に寄与する β' と称される Mg_2Si の中間相またはそれに準ずる強化相の析出を阻害してしまうため、溶体化処理後長時間経過してしまった材料では、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかった。更に、G.P.ゾーンの析出に伴って強度が上昇し、延性が著しく低下するという問題も同時に生じていた。

【0003】この問題を解決する方法として、特公平05-7460に示されているような溶体化処理後の予備時効処理、また特開平04-259358に示されているような復元処理、またそれらを組み合わせた処理などが考案されている。しかし、これらの処理により、延性を損なうことなく塗装・焼付け時の強度上昇を増加させることが可能になるものの、工程が増えることにより製造コストが高くなる問題がある。従来の成形用Al-Mg-Si系合金圧延板及びその成形品は、前記の改良の製造方法も含めて以下のごとく製造されている。即ち、これらは、まず所定の合金組成の鋳塊を製造し、これを面削及び均質化処理し、続いて熱間圧延、冷間圧延（必要に応じて焼鈍）、溶体化処理、前記の予備時効処理又は復元処理、成形、時効硬化処理（塗装・焼付け加熱）して製造されている。このように従来の製造方法は、工程が非常に長く、また大型設備も必要とする等により、製造コストは高くなり、必ずしも工業的な生産に向いているとはいえない状況にある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、室温放置による自然時効時に析出するG.P.ゾーンを抑制し、塗装・焼付け加熱時に速やかに強化相が析出して高い焼付け硬化が得られるような、経時変化が小さい成形用Al-Mg-Si系合金板を、工程が極めて短いこと等により低コストで製造できる直接鋳造圧延法と従来の冷間圧延法を組み合わせることによって得ることである。また本発明の他の課題は、この好ましい製造条件を見出すことである。なお、ここでいう直接鋳造圧延法とは、図1、図2に示すごとく、双ロール1、2間にノズル3より溶湯4を連続的に供給し、溶湯の鋳造凝固の直後に、前記双ロール1、2で圧延して、溶湯から直接に長尺の圧延板、*

$$\Phi: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【0007】請求項3の発明は、前記請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40〜175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm 以下、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物※50

*そのコイルとするものである。この方法は、連続鋳造板のみを得る方法とは異なり一般にはハンター法、直接圧延法等と呼ばれているものであるが、本明細書においては直接鋳造圧延法ということとする。この製造方法は、従来別工程で行われている鋳塊又は鋳板とする工程、均質化処理工程、熱間及び冷間圧延工程等を一工程で行うもので、多くの工程が省略できる利点がある。

【0005】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決するための請求項1の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0% (mass%、以下同じ)、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織の最大結晶粒径が100 μm 以下であり、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物の最大長さが50 μm 以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板であり、

【0006】また、請求項2の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0%、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の①式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180〜320°Cに再加熱して0〜25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm 以下、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物の最大長さを50 μm 以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり、

※の最大長さを50 μm 以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0008】また、請求項4の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0%、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の②式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融

温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷し、その後180～320℃に再加熱して0～25分の保持を行い、その板の金*

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-8} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(℃)、R:冷延率(%)

【0009】請求項5の発明は、前記請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で40～175℃の範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0010】更に、請求項6の発明は、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580℃以下の温度で2～24時間保持の均質化処理(加熱・冷却速度30～100℃/時間)を行い、その後冷間圧延することを特徴とする前記請求項2～5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】前記各請求項の発明のうち、請求項1の発明は、直接鋳造圧延法と冷間圧延によって得られた板に関するものであり、請求項2～6の発明は、前記板の製造方法に関するものである。以下、前記各発明について詳細に説明する。

【0012】(1)請求項1の発明について

まず、本発明に係る板の合金組成を前記のごとく限定した理由について説明する。Siは、塗装・焼付け加熱時にMgと共にβ'と称されるMg₂Siの中間相またはそれに準ずる強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。Mgは、溶体化処理後にはマトリックス中に固溶しており、延性の向上に寄与する。また、上述のように塗装・焼付け加熱時にSiと共に強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。以上のようにSi、Mgは塗装・焼付け加熱時に強化相として析出し、強度を向上させる。この両元素の存在比が異なるとその焼付け硬化性も異なり、Si、Mgの重量比がSi>0.6Mg%の場合、Mg₂Si量に対し過剰Siとなり、より優れた焼付け硬化性が得られる。なお、塗装・焼付け加熱時の時効挙動をコントロールするために、Ag、Cdなどを少量添加しても、本発明の効果を損なうことはない。

* 属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり、

※【0013】Mn、Cr、Zr、Tiは、それぞれ結晶粒の微細化あるいはマトリックス強度を向上させるために添加される。その添加は、必要に応じてMn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上である。それぞれ下限未満では効果が少なく、上限を越えると溶体化処理後の延性が低下する。また、Cu、Sn、Znは、塗装・焼付け加熱時に析出し強度を向上させる。またSnの添加は表面品質を改善する効果もある。その添加は、必要に応じて、Cu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上である。ここで、各元素が0%とは、添加しない場合もあることを意味する。また添加する場合で、各元素をそれぞれ、2.5%以下、0.2%以下、2.0%以下と限定したのは、これらを越えると耐食性が低下する、および焼き入れ感受性が高くなる等の弊害を生じるためである。Feは、通常Alの不純物として含まれるものである。しかし、FeはSiと化合物を作りやすく、1.0%を越えて含まれると塗装・焼付けの際の加熱時の強度向上を阻害する。なお、鋳造組織の微細化材として通常添加されるBなどは、0.1%以下の添加であれば、特に本発明の効果を損なうことはない。

【0014】次に、本発明の圧延板の金属組織における最大結晶粒径を100μm以下としたのは、100μmを越える場合は、成形用材料として十分な延性が得られない、成形後に肌荒れが生じる等、成形材料として好ましくないからである。また、本発明に係る圧延板の表層部の金属組織において、連続したMg₂Si化合物の最大長さが50μm以下としたのは、前記の最大長さが50μmを越えるようなMgやSiを含む粗大な主溶質系化合物が、塗装・焼付け前にすでに析出しているような場合には、固溶量が不足しており、塗装・焼付け加熱時の強度向上が十分でなくなるからである。なお、本発明に係る圧延板の板厚は、0.7～3mm程度である。本発明に係るAl-Mg-Si系合金板の内容は以上のとおりであるが、かかる圧延板は、後に記す実施例でも明らかなごとく、塗装・焼付け加熱前の伸びが27%以上で成形性に優れ、また成形後の塗装・焼付け時の加熱において、強度(YS)の向上が加熱前に比し、100MPa以上高くなり、前述のような各種用途の成形材料に適している。

【0015】(2)請求項2、3の発明について

請求項2、3の発明は、前記請求項1の発明に係る圧延板の製造方法に関するもので、直接鋳造圧延した後、これを冷間圧延や熱処理して製造するものである。本発明のこの直接鋳造圧延法を、具体的に図で説明すると、図1及び図2に示すような双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、前記請求項1に記載のAl合金溶湯4を

ノズル3を通して、双ロール1、2間に連続的に供給し、ノズル3の先端Bから双ロール1、2の最接近点A間で、鋳造・凝固させ、A点近傍で圧延を行うものである。なお図2において、C点は溶湯の最終凝固点である。本発明は、このように製造した直接鋳造圧延板に、更に冷間圧延および溶体化処理を施した後に急冷し、引き続き再加熱処理（請求項2）または高温コイル巻き取り（請求項3）を行うものである。

【0016】これらの製造方法は、従来法のDC鋳造での*

$$\Phi: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(℃)、R:冷延率(%)

を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延した後、15%以上70%未満の冷間圧延、続いて400℃〜材※

$$\Phi: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

としたのは、これより小さい圧下荷重では、凝固終了からの塑性変形量が不足し、晶出相の分断が十分に行われず、従来法で製造した場合に比べ伸びが低下してしまうためであり、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となる。なおこの条件式は、後工程の冷延時の圧下率が、15%以上70%未満の場合である。なお、直接鋳造圧延後の冷却速度については、特に制限は設けないが、その後の溶体化処理の効果を十分に発揮させるためにはなるべく速い速度で冷却するのが望ましい。

【0017】冷延率を15%以上としたのは、これ以下の場合には凝固時に生じた組織の粉砕が十分に行われず、延性の低下を招くからであり、上限を70%未満としたのは、70%を越える冷延率の場合には、直接鋳造圧延時の圧下荷重の条件式が上述のものとは異なるためである。また、溶体化処理温度を400℃以上としたのはMgやSiを固溶させるためであり、2℃/s以上の冷却速度で175℃以下の温度まで急冷するのは、冷却前に固溶しているSi、Mg等の添加元素の析出を極力生じさせずに過飽和に固溶させ、この後の塗装・焼付け加熱時に微細な強化相を析出させて強度を向上させることが第1の目的であるが、2℃/s未満の冷却速度または175℃以上の温度への冷却では冷却中に粗大な化合物が析出してくるため、伸びの低下も招いてしまうからである。

【0018】本発明の請求項2、3に記載の製造方法においては、上述の溶体化処理後に、2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷し、その後180〜320℃に再加熱して0〜25分の保持を行う（請求項2：復元処理）か、あるいは上述の溶体化処理後に、2℃/s以上の冷却速度で40〜175℃の範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り（請求項3：高温コイル巻き取り）を必要とする。これは、上述の工程によっても、従来の工程で得られる板材とはほぼ同等の性能の板材を製造することは可能であるものの、従来法と同様に自然時効によりG.P.ゾーン★50

*凝固・熱間圧延での塑性加工という金属組織を制御するために必要な処理を、一回の双ロールによる直接鋳造圧延で実現させることを特徴としており、この双ロールでの直接鋳造圧延条件を適切に定めることが非常に重要となる。そのような条件を見いだすために、双ロール直接鋳造圧延の条件と金属組織および機械的特性との関係について精力的に基礎的観点からの検討を行い、その結果双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を次のΦ式、

※料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷することにより、従来法と同等の性能を有するAl-Mg-Si系合金板を製造することが可能であることを見いだした。ここで圧下荷重P(ton)を、

★ンが析出し、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかったり、強度が上昇して成形性が著しく低下するという問題が生じるからである。双ロールによる直接鋳造圧延による場合も、従来法と同様に上述の復元処理あるいは高温コイル巻き取りにより、自然時効によるG.P.ゾーン生成を抑制する必要がある。

【0019】請求項2の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、175℃以下の温度に急冷し、引き続き再加熱処理（復元処理）を行うが、この処理は、180〜320℃に再加熱して0〜25分の保持を行い、その後室温まで放冷するものである。ここで0分の保持とは、保持しないこと即ち180〜320℃の温度に到達したら、保持することなく冷却することも含む意味である。この再加熱処理は、通常連続焼鈍炉(CAL)で実施するのが好ましい。また、請求項3の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、40〜175℃の温度に急冷し、この温度範囲でコイルに巻き取り（高温コイル巻き取り）を行い、その後室温に放置等の処理を行うものであるが、この高温コイル巻き取り後の処理は、巻き取りコイルをそのまま室温に放置して放冷してもよいし、巻き取り温度（40〜175℃）で炉中に36時間以内保持し、その後放冷してもよい。また、更に高温コイル巻き取り後、しばらく室温に放置し、続いて40〜175℃の炉中に36時間以内保持し、その後放冷してもよい。これらの高温巻き取り後の処理は、Al-Mg-Si系合金材について従来から知られている方法が、必要に応じて適用される。なお、この復元処理及び高温コイル巻き取り処理の熱処理条件に範囲があるのは、下限未満でも又上限を越えても所定の性能が得られないからである。また、溶体化処理後に急冷から復元処理実施までの室温放置時間については特に制限する必要はなく、数カ月以上放置した後に復元処理を行ってもその効果が損なわれることはない。

【0020】（3）請求項4、5の発明について

請求項4、5の発明は、前記請求項1の発明に係わる圧延板の別の製造方法に関するものである。即ち、前記請求項2、3に記載の製造方法において、直接鋳造圧延後※

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(℃)、R:冷延率(%)

とし、請求項2、3に記載の場合に比べて、圧下荷重に関する条件を変化させている。これは冷間圧延率が70%を越えると、冷延中に晶出相の分断が行われるようになるため、直接鋳造圧延時の圧下荷重を請求項2、3の場合ほど大きくする必要がないからである。また、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となるのは、請求項2、3の場合と同様である。冷間圧延後の溶体化処理、急冷、復元処理(請求項4)若しくは高温コイル巻き取り(請求項5)の条件、意義、効果等は、前記の請求項2、3で説明したことと同様である。

【0021】(4)請求項6の発明について

請求項6の発明は、請求項2～5に記載の製造方法において、直接鋳造圧延してコイルに巻き取り、これを均質化処理し、続いて冷間圧延を実施する製造方法である。このような均質化処理は、直接鋳造圧延板の凝固偏析の解消および遷移元素を含む分散相粒子の析出を目的として行うものであり、これにより延性の改善や強度の向上※

*の冷間圧延率が70%を越える場合であり、この場合には双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を②式、

※をはかることができる。この均質化処理条件を、580℃以下の温度で2～24時間保持(加熱・冷却速度30～100℃/時間)としたのは、上記目的の特性を得るためである。

【0022】以上説明したように、本発明により、経時変化の小さい焼付け硬化性に優れるAl-Mg-Si系合金板を低コストで製造することが可能となる。従来法と同様に自然時効を抑制するための復元処理あるいは高温巻き取りが必要となるものの、その前段階までの造塊、面削、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延等の工程が大幅に簡略化されるため、トータルの製造コストは大幅に低減される。

【0023】

【実施例】次に、本発明を実施例(本発明例)を、比較例とともに、さらに詳細に説明する。表1に示す組成のAl-Mg-Si系合金溶湯を、図1、図2に示す横型の双ロールによる直接鋳造圧延装置で板とし、これを更に冷間圧延して、厚さ0.7～3mmの板材を製造した。この製造条件の詳細を表2に示す。

【0024】

【表1】

	合金 No.	合金の化学組成 (mass%)										
		Si	Mg	Fe	Cu	Sn	Zn	Mn	Cr	Zr	Ti	Al
本 発 明 例	1	1.4	0.4	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部
	2	0.8	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	3	0.8	0.4	0.2	0.3	-	-	0.2	-	-	0.02	残部
	4	1.0	0.4	0.1	-	-	-	-	0.05	-	0.02	残部
	5	0.8	0.4	0.1	0.8	-	-	-	-	0.06	0.02	残部
比 較 例	6	0.05	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	7	4.2	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	8	1.4	0.15	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部

【0025】

★ ★【表2】

製法 記号	合金 記号	溶媒処理条件							冷延率 R(%)	溶体化処理		再加熱処理 条件 (°C×秒)	高温コイル処理		(備考) 対応請求 項
		荷重 P(kg)	出側板 の表面 温度 T(°C)	出側板 厚 t(mm)	出側板 幅 w(mm)	ロール 周速 v(m/min)	ロール 径 D(mm)	式 号		無処理条件 (°C×秒)	溶体化後 の伸延率 度		コイル 巻き取 り温度	コイル巻き取り後 の処理	
本発明例	A	40	410	2.12	150	15.0	480	8.65	50	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	B	40	430	2.02	100	4.8	480	2.19	30	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	C	70	307	1.62	200	6.8	580	6.67	50	540×0	5	240×0	なし		請求項4
	D	15	302	3.85	150	4.8	580	8.59	80	540×0	5	240×0	なし		請求項5
	E	60	314	3.88	150	13.0	580	8.92	80	540×0	5	なし	100°C 100°Cで24h保持	室温に放置	請求項5
	F	60	410	2.05	150	13.0	580	8.22	50	540×0	5	なし	100°C 70°C	100°Cで24h保持 放置100°Cで24h保持	請求項6
	G	60	410	2.08	150	13.0	580	8.34	50	540×0	5	なし	なし		請求項6
比較例	H	15	272	2.07	150	15.0	480	20.35	30	540×0	5	240×0	なし		
	I	60	410	1.05	150	13.0	580	8.41	10	540×0	5	なし	100°C	室温に放置	
	J	40	294	2.02	200	13.0	480	15.86	50	540×0	1	240×0	なし		
	K	40	402	1.95	150	10.11	580	8.25	50	540×0	5	なし	なし		
	L	70	305	2.06	200	6.8	580	8.82	50	540×0	3	240×0	なし		
	M	40	302	1.33	150	4.8	580	6.56	15	540×0	3	なし	100°C	室温に放置	
	N	60	410	1.97	150	13.0	580	7.74	50	540×0	5	なし	100°C	室温に放置	

注: * 式(1) (冷延率70%未満) $= 5.8 \times 10^{-4} \cdot \{1 - w \cdot \theta^{1/2} \cdot \exp \{1000/(T+273)\} \} \cdot \exp \{1000/(T+273)\}$
 * 式(2) (冷延率70%以上) $= 2.9 \times 10^{-4} \cdot \{1 - w \cdot \theta^{1/2} \cdot \exp \{1000/(T+273)\} \} \cdot \exp \{1000/(T+273)\}$

no reduction?

【0026】このように製造された板材について、板の金属組織における最大結晶粒径を光学顕微鏡で測定した。また、表層部の連続した Mg_2Si 化合物の最大長さを、走査型電子顕微鏡を用いて反射電子像の観察を行って、測定した。また、製造後1.5、20、60日間、室温に放置した後、引張試験を実施した。さらに塗装・焼付け加*50

*熱をシミュレートした175°Cで60分の加熱を施した後も引張試験をおこなった。引張試験はJIS5号引張試験片により、引張強さ、耐力、伸びを測定した。これらの結果を表3に示す。

【0027】

【表3】

製法 記号	金属組織		機 械 的 性 質												
	最大結晶 粒径 (μm)	最大長さ 50 μm を 超える結 晶の有 無	放置日数 加熱前 加熱後 増分	1日後			5日後			20日後			60日後		
				TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
本 発 明 例	A	5.2	無	加熱前 240 加熱後 235 増分 55	114 241 127	29.8 24.8	238 290 52	121 244 123	29.8 24.8	238 298 60	127 249 122	29.5 28.9	238 292 54	127 251 124	29.6 25.7
	B	8.4	無	加熱前 229 加熱後 225 増分 57	123 244 121	30.3 27.4	238 290 52	121 239 118	30.1 23.1	238 298 60	127 244 117	32.1 28.8	238 292 54	127 245 118	29.7 24.2
	C	5.5	無	加熱前 238 加熱後 228 増分 52	107 233 128	28.9 24.4	238 290 52	111 235 124	32.4 24.5	238 298 60	117 240 123	32.8 24.1	238 292 54	117 241 124	30.7 29.5
	D	4.8	無	加熱前 232 加熱後 274 増分 42	115 239 124	29.4 23.0	238 290 52	121 242 121	32.0 26.9	238 298 60	127 247 120	30.5 26.2	238 292 54	127 248 121	32.1 25.9
	E	4.5	無	加熱前 229 加熱後 285 増分 57	123 244 121	30.3 27.4	238 290 52	121 239 118	31.5 23.1	238 298 60	127 244 117	30.3 26.8	238 292 54	127 245 118	29.7 24.2
	F	5.8	無	加熱前 242 加熱後 303 増分 61	120 244 124	30.9 26.6	243 299 56	123 245 122	27.2 22.9	238 298 60	123 236 113	28.6 23.5	238 292 54	122 232 110	29.2 25.7
	G	4.2	無	加熱前 242 加熱後 309 増分 67	119 244 125	34.2 26.6	243 299 58	121 242 121	34.5 22.9	238 298 60	121 236 115	33.2 23.5	238 292 54	123 234 111	33.0 23.7
比 較 例	H	13.7	有	加熱前 280 加熱後 245 増分 45	114 169 46	16.9 11.0	204 244 40	121 165 44	15.7 10.9	203 243 40	127 164 37	16.9 10.9	201 238 87	127 159 82	15.4 11.3
	I	22.7	無	加熱前 227 加熱後 277 増分 50	112 234 122	23.3 22.1	233 279 46	118 233 120	24.1 23.7	245 288 43	111 231 120	23.7 22.8	249 283 44	111 235 124	23.5 22.1
	J	5.8	有	加熱前 227 加熱後 277 増分 50	130 196 66	37.5 28.4	233 279 46	129 194 65	27.3 23.7	245 288 43	137 193 56	28.9 22.8	249 283 44	144 189 45	27.0 25.6
	K	4.9	無	加熱前 245 加熱後 297 増分 52	143 212 69	31.7 24.4	245 302 57	147 200 52	31.0 22.6	248 306 58	158 200 42	29.8 22.9	257 312 55	159 208 49	30.0 24.7
	L	5.8	無	加熱前 178 加熱後 178 増分 -3	86 87 1	26.9 26.5	180 172 -8	88 87 1	27.3 25.9	175 177 2	87 89 2	27.8 28.1	174 176 2	87 86 -1	27.2 26.4
	M	10.5	無	加熱前 248 加熱後 817 増分 69	159 276 117	14.9 12.1	252 816 64	159 267 108	13.8 10.9	255 305 50	155 264 109	13.4 11.3	259 311 52	160 268 108	13.8 11.4
	N	5.8	無	加熱前 235 加熱後 255 増分 22	138 152 16	32.8 30.6	231 248 17	135 154 13	33.0 30.6	234 254 20	134 158 24	31.8 31.2	234 256 22	132 158 28	32.2 30.5

注) 合格基準値: 加熱によるYS増加分 $\geq 100\text{MPa}$ 、加熱前の伸び $\geq 27\%$

【0028】表3より明らかなように、本発明の圧延板及びその製造方法(A-G)では、塗装・焼付けの際の加熱による耐力上昇が大きく(100MPa以上)、加熱前の延性(伸び)も優れ(27%以上)、さらにこれらの特性の室温放置による安定性に優れていることがわかる。これに対して、本発明で規定した組成をはずるか又は本発明* 50

*の製造条件を外れる比較例(H-N)は、加熱前後の耐力上昇が小さく、または加熱前の延性(伸び)の点でも劣っていることがわかる。

【0029】

【発明の効果】このように本発明に係わるAl-Mg-Si系合金板及びその製造方法によれば、自然時効時のG.P.ゾー

ンの析出を抑制し、塗装・焼付けの際の加熱で速やかに強化相が析出し、経時変化が小さく高い時効硬化性を有するAl-Mg-Si系合金板を低コストで得ることができるもので、工業上顕著な効果を奏するものである。

【図面の簡単な説明】

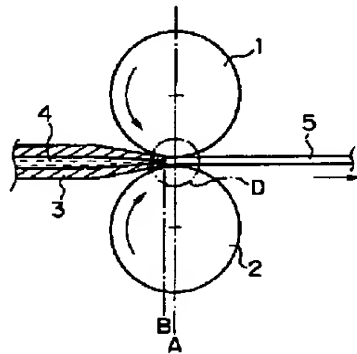
【図1】横型双ロールによる直接鋳造圧延装置（断面）の概略説明図である。

【図2】図1のD部を拡大した詳細図である。

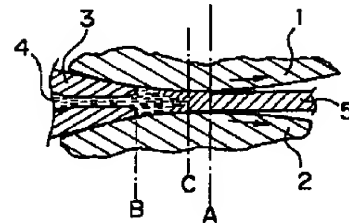
【符号の説明】

- 1 上ロール
- 2 下ロール
- 3 ノズル
- 4 金属溶湯
- 5 直接鋳造圧延板
- A 双ロールのセンターライン（ロールの最接近点）
- B ノズルの先端
- C 溶湯の最終凝固点

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁶

C 22 F 1/00

識別記号

685

686

691

692

694

F I

C 22 F 1/00

685

686 B

691 B

692 A

692 B

694 A

(72)発明者 垣生 哲史

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 林 稔

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 戸次 洋一郎

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(72)発明者 橋口 耕一

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 行本 正雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内